第30卷 第7期 材料研究学报 Vol. 30 No. 7
2016年7月 CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH July 2016

抗大变形管线钢焊接粗晶区的组织和韧性*

贾书君[1] 王远方[2] 谭峰亮[3] 刘清友[1]

1. 钢铁研究总院工程用钢研究所 北京 100081
2. 中国石油辽河油田分公司钻采工艺研究院 盘锦 124010
3. 昆明理工大学冶金与能源工程学院 昆明 650093

摘 要 采用Gleeble-3800模拟研究了抗大变形管线钢中不同Nb含量和不同热输入时的焊接热循环过程, 并通过光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、电子背散射衍射(EBSD)及冲击载荷试验等研究了抗大变形管线钢焊接粗晶区(CGHAZ)的微观组织特征和冲击韧性。结果表明: 随着热输入量的增加显微组织逐渐从板条贝氏体到粒状贝氏体过渡, M/A尺寸增大, 比例提高, 同时显微组织的平均有效晶粒尺寸也增大; 在热输入相同的条件下, 高Nb钢中原始奥氏体细化明显, 组织中M/A尺寸细小, 分布更加弥散; 随着焊接热输入量的增加实验钢的冲击韧性急剧降低, 高Nb钢的韧性急剧降低的热输入临界值约为35 kJ/cm, 低Nb钢韧性降低的热输入临界值约为25 kJ/cm, 在整个实验参数范围内, 高Nb钢的冲击韧性值明显比低Nb实验钢的高。

关键词 金属材料, 抗大变形管线钢, 焊接粗晶区, 热输入量, 晶粒尺寸, M/A岛, 冲击韧性

分类号 TG142 文章编号 1005-3093(2016)07-0517-07

Microstructure and Toughness of Heat-affected Zone of Weld Joint for Pipeline Steels with High Deformability

JIA Shujun[1**] WANG Yuanfang[2] TAN Fengliang[3] LIU Qingyou[1]

1. China Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China

2. Liaohe Oilfield Company, China National Petroleum Corporation, Panjin 124010, China

3. Faculty of Metallurgical and Energy Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China

*Supported by National High Technology Researchand Development Program of China No.2013AA09A219.

Manuscript received August 13, 2015; in revised form September 15, 2015.

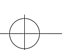
**To whom correspondence should be addressed, Tel: 13521949766, E-mail: jiajsj504@126.com

ABSTRACT Welding thermal cycle process of test steels containing different Nb was investigated under different heat inputs with a Gleeble-3800 thermo-mechanical simulator. The microstructural characteristics of the coarse-grained heat-affected zone (CGHAZ) were observed by using optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM) and electron backscatter diffraction (EBSD), while their impact toughness was tested. The results indicate that with the increasing heat input, lath bainite transformed gradually into granular bainite, and the size and proportion of M/A islands increased, while the average grain size also increased. Under the same heat input, austenite in high Nb steel was refined obviously, with more dispersive and refined M/A islands distributed in the microstructure of high Nb steel, and the proportion of high angle boundaries was high. With the increasing heat input, the impact toughness of steels decreased sharply. The critical heat input value for a sharp decrease in impact toughness were approximately 35 kJ/cm for high Nb steel and 25 kJ/cm for low Nb steel. However, the impact toughness of the high Nb steel was significantly higher than that of the lower Nb steel in the range of experimental parameters.

KEY WORDS metallic materials, high-deformability pipeline steel, CGHAZ, heat input, grain size, M/A islands, toughness

* 国家高技术研究发展计划资助2013AA09A219资助项目。
2015年8月13日收到初稿; 2015年9月15日收到修改稿。
本文联系人: 贾书君
DOI: 10.11901/1005.3093.2015.307

抗大变形管线钢即基于应变设计的管线钢[1,2], 是为地震带、不连续冻土区等地质灾害多发区域设计的新型管线钢[3]。与普通油气输送管线钢相比, 抗大变形管线钢具有较高的形变硬化指数、较大的



均匀塑性变形能力、较低的屈强比等一系列优异的性能, 受到广泛的关注[4]。目前, 抗大变形管线钢的生产通过控制相变过程得到"铁素体+贝氏体"双相组织来满足其严格的力学性能要求。但是抗大变形钢板通常规格较厚(大于20 mm), 在中厚板轧机上实现双相组织的在线控制难度较大, 因此国内只有几家钢厂能生产, 且产的品合格率较低。

另一方面, 钢板的焊接性能是管线钢管重要的考核指标, 尤其是焊接热影响区粗晶区的脆化问题一直是人们关注的焦点[5-8]。与传统管线钢相比, 抗大变形管线钢是一种"铁素体+贝氏体"双相组织管线钢, 且其成分设计理念与常规管线钢不同[11]: 不添加Mo, C含量一般较高, Nb含量较低。目前, 对这种特殊成分体系双相组织管线钢在焊接热循环过程中的组织性能变化规律的研究还比较少, 尤其是微合金元素Nb和焊接热输入等参数对抗大变形管线钢焊接热影响粗晶区组织和性能的影响还不清楚。本文以工业生产的两种不同Nb含量X80抗大变形管线钢板为实验材料, 使用Gleeble-3800热模拟试验机模拟研究不同Nb含量实验钢和不同热输入条件下的焊接热循环过程, 并通过光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、电子背散射衍射(EBSD)及冲击载荷试验等手段分析不同实验钢焊接粗晶区(CGHAZ)的微观组织特征和冲击韧性, 在机理上解释其组织和性能的变化规律。

1 实验方法

实验用材料为不同厂家工业生产的X80抗大变形管线钢板, 厚度为26.4 mm。实验钢板的化学成分和原始力学性能分别列于表1和表2。两钢板的原始显微组织均为"多边形铁素体(PF)+贝氏体(B)"双相组织, 如图1所示。钢板B中多边形铁素体比例稍高于钢板A中的多边形铁素体比例, A钢板中铁素体平均晶粒尺寸5.2 um, B钢板铁素体平均晶粒尺寸6.7 um。

焊缝熔合线附近是整个焊接接头中组织梯度变化最大的区域, 尤其是熔合线附近的母材在焊接热循环过程中加热到1300℃以上, 奥氏体组织粗大, 严重恶化材料的韧性。因此, 焊接粗晶区的脆性问题一直是材料研发者们关注的热点。为了更有针对性地研究焊接热输入量和钢板Nb含量对焊接粗晶区组织和性能的影响, 通常采用焊接热模拟。

表1 实验钢板的化学成分

Table 1 Composition analysis of test steels (%, mass fraction)

No.	C	Si	Mn	Nb	V	Ti	Cu	Ni	Cr	Ceq	Pcm
A steel	0.06	0.33	1.68	0.03	0.009	0.017	0.24	0.23	0.19	0.41	0.18
B steel	0.06	0.22	1.66	0.08	0.002	0.015	0.19	0.22	0.21	0.40	0.17

表2 实验钢板原始力学性能

Table 2 Mechanical properties of test steels

No.	Rm /MPa	Rp0.2 /MPa	Rt0.5 /MPa	Rt1.0 /MPa	Rt1.5 /MPa	Rt2.0 /MPa	Rt0.5 /Rm	A50 /%	*n*	UEL /%
A steel	723	508	530	579	613	635	0.73	22	0.12	12
B steel	725	498	546	587	611	632	0.75	21.5	0.12	11.5

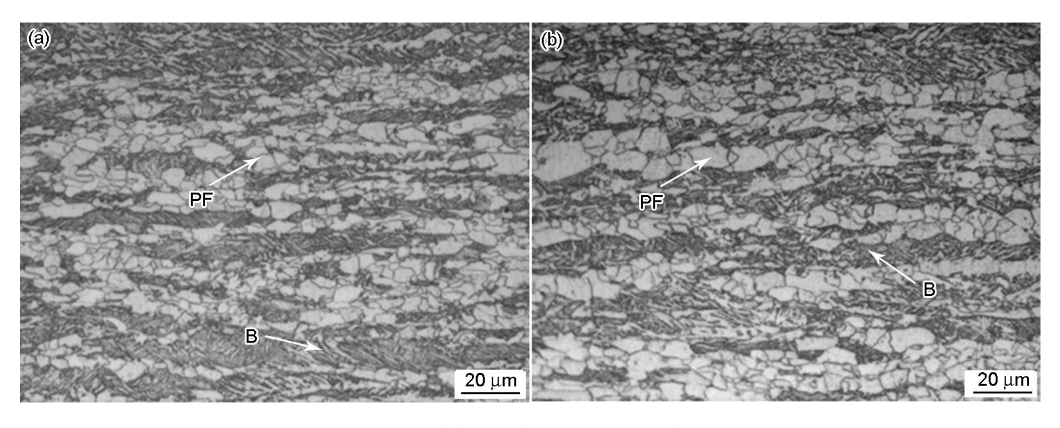


图1 原始钢板的显微组织形貌

Fig.1 Microstructure morphology of test steels (a) A steel; (b) B steel

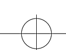


表 3 t8/3 时间对应的不同热输入量

Table 3 Relationship between T8/3 and heat inputs

t8/3(s)	15	25	30	45	60	100	150
Heat inputs (kJ/cm)	16.15	20.85	22.84	27.97	32.3	41.7	51.07

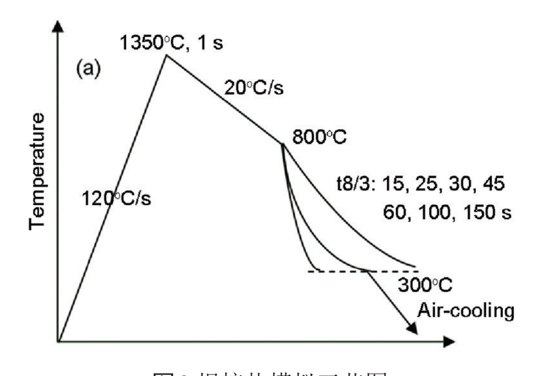


图 2 焊接热模拟工艺图

Fig.2 Process of welding thermal simulation

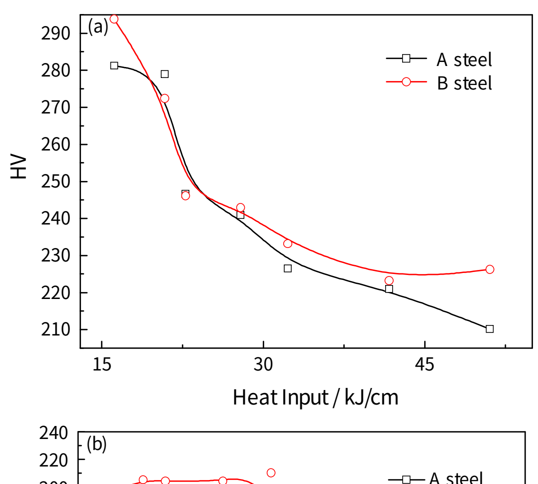
本文分别从两种不同Nb含量工业钢板上取样, 将试样加工成尺寸为10 mm × 10 mm × 55 mm的V形冲击实验样毛坯。选取不同的热输入参数(表3)在Gleeble-3800上完成对抗大变形管线钢焊接HAZ粗晶区的热循环模拟, 详细的热模拟工艺参数如图2所示。平均加热升温速率为120℃/S, 峰值温度为1350℃。热模拟后, 分别测量在不同焊接热输入条件下试样在-20 ℃的显微硬度值和平均Charpy冲击功。对试样进行机械磨和抛光, 用Struers电解抛光浸蚀设备对预抛光试样进行电解抛光, 利用电子背散射衍射(EBSD)考察不同Nb含量实验钢、不同热输入条件下试样的显微组织及大角晶界分布特点, 以分析影响粗晶区韧性的主要因素。

2 结果和讨论

2.1 Nb含量和热输入对粗晶区显微硬度和冲击韧性的影响

分别对经历不同热循环后的两种实验钢进行显微硬度测试(载荷500 g), 结果如图3(a)所示。由图可见, 随着热输入量的增加显微硬度值呈逐渐下降趋势。热输入量为16 kJ/cm时试样钢的显微硬度为280-290 HV, 当热输入量增加到30 kJ/cm时显微硬度值下降到240 HV以下, 热输入量继续增加到51 kJ/cm时显微硬度值只有210-230 HV。在相同的热输入条件下Nb含量不同的两种实验钢的显微硬度相差不大, 只是在局部区域高Nb钢的显微硬度偏高, 尤其是在热输入达到51 kJ/cm时B实验钢的显微硬度明显高于A实验钢。

图3(b)给出了实验钢在不同热输入条件下冲击韧性的变化曲线。可以看出, 两种不同Nb含量实验钢的



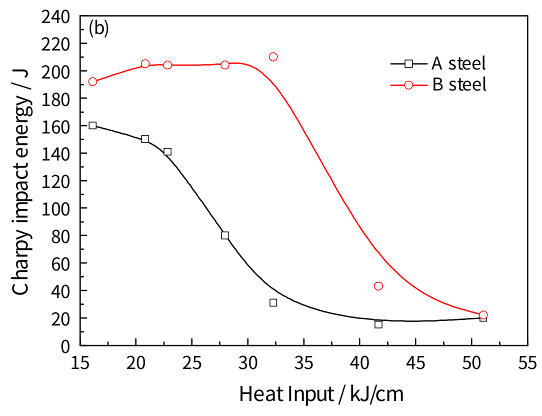


图 3　热输入量对实验钢焊接粗晶区显微硬度和冲击韧性的影响

Fig.3 Effect of heat input on microhardness and toughness of test steels (a) microhardness, (b) toughness

冲击韧性都随着热输入量的增加而降低。含Nb量为0.08%的B实验钢在较小的热输入条件下粗晶区冲击功可达200 J左右; 随着热输入量增加到35 kJ/cm冲击功急剧降低, 热输入增加到42 kJ/cm时冲击功降低到60 kJ/cm以下。含Nb量较低的A实验钢也表现出了相同的规律: 热输入量低于25 kJ/cm时冲击功保持在140 J以上, 热输入量大于25 kJ/cm后冲击值出现迅速下降趋势, 热输入量增加到32 kJ/cm以上粗晶区的冲击功下降到40 J以下。这两种不同Nb含量实验钢虽然都出现了随热输入增加冲击功下降的趋势, 但是两者韧性的变化区间明显不同。高Nb含量的B实验钢韧性出现急剧下降的热输入临界值在35 kJ/cm附近, 而低Nb的A实验钢韧性下降的热输入临界值大约只有25 kJ/cm。同时, 由图3(b)还可以看出, 在小热输入量条件下高Nb的B实验钢的冲击韧性明显高于低Nb的A实验钢的冲击韧性。由此可见, Nb对改善焊接热影响区粗晶区的冲击韧性

的作用非常明显, 且高Nb实验钢更适合于大线能量焊接。

2.2 Nb含量和热输入量对焊接粗晶区显微组织的影响

为了研究化学成分对焊接粗晶区奥氏体原始形态的影响, 通过热侵蚀原奥氏体晶粒显示出原奥氏体晶粒的晶界(图4)。对比图4(a)和图4(b)可见, B实验钢奥氏体晶粒尺寸明显小于A实验钢的奥氏体晶粒尺寸。统计分析结果表明, A钢的奥氏体晶粒尺寸约为200 um, B实验钢的奥氏体晶粒尺寸只有120 um。Nb含量的差别应该是导致焊接粗晶区奥氏体晶粒状态差异的主要原因, 高的溶质Nb含量能减缓晶界的迁移率[9-10], 抑制奥氏体粗化; 另外一方面, 细小的Nb微合金析出物也可以钉扎晶界, 更有效阻止奥氏体晶粒的长大[11]。

图5给出了两种实验钢在3个典型热输入量条件下的显微组织。由图5可见, 热输入量较小时, 由于冷速较大, 实验钢显微组织基本上都是板条贝氏体(FB)组织, 随着热输入量的增加冷速减缓, 在组织中开始出现一些粒状贝氏体(GB)组织。热输入量增加到51 kJ/cm时高Nb的B实验钢中粒状贝氏体比例增加到50%以上, 其余为粗大的板条贝氏体; 低Nb的A实验钢显微组织中板条贝氏体基本消失, 大部分为粒状贝氏体组织, 并且开始出现针状铁素体(AF)和多边形铁素体(PF)组织。对比热输入量相同时的情况, 由于Nb是提高奥氏体淬透性的有效元素[12], 高Nb的B实验钢中的板条贝氏体比例明显高于低Nb实验钢中的板条贝氏体比例; 随着热输入量的增加, 如图5(c)和(f)所示, 在A实验钢中出现了不少多边形铁素体组织, 而B实验钢全部为贝氏体组织。因此, 在此条件下B实验钢的显微硬度明显高于A实验钢的显微硬度, 如图3(a)所示。

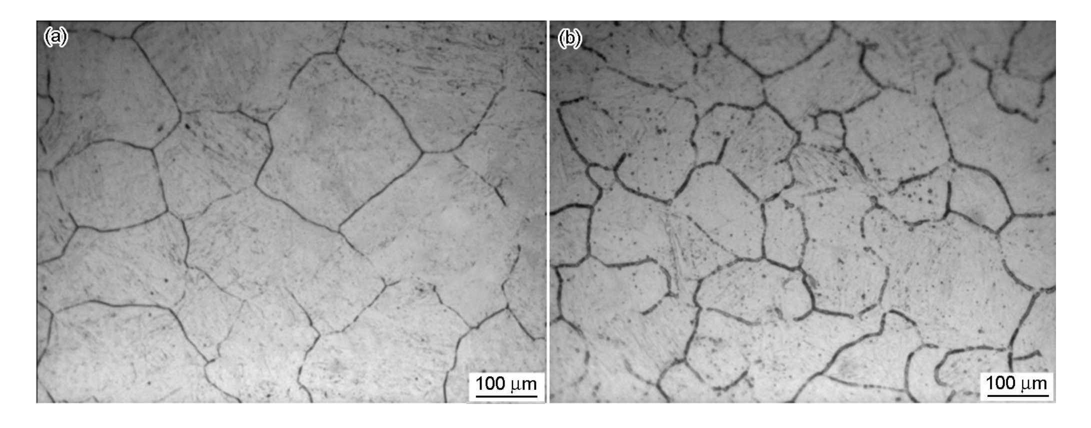


图4 两实验钢在热输入为16 kJ/cm时的奥氏体晶粒尺寸

Fig.4 Austenite morphology of two test steels in 16 kJ/cm (a) A steel; (b) B steel

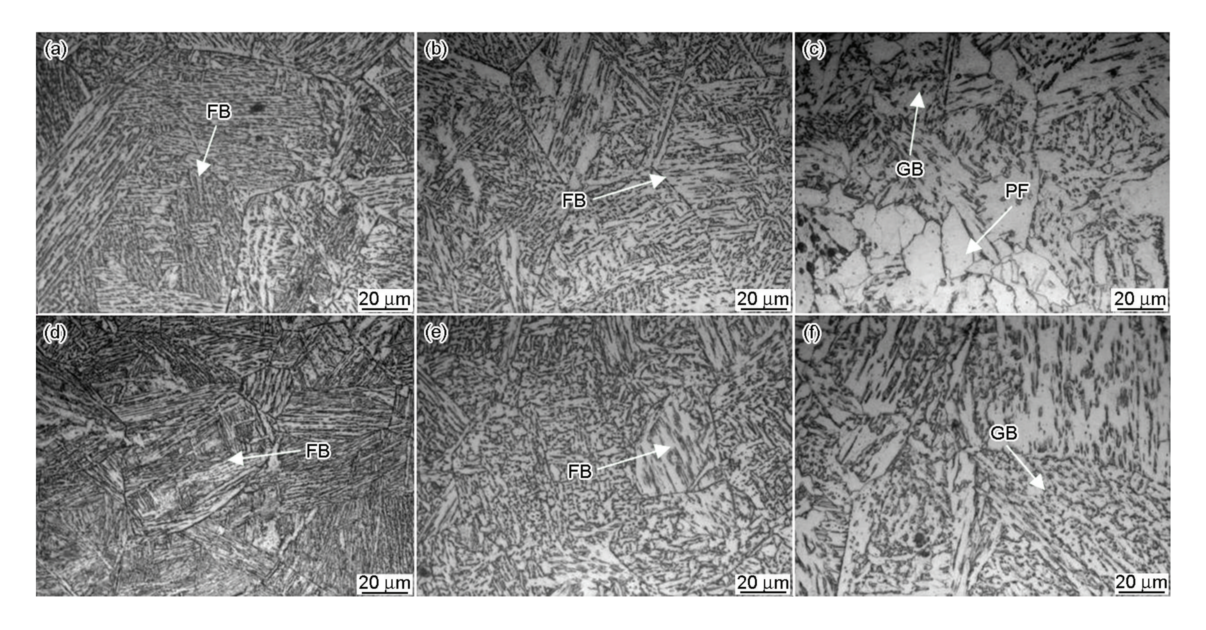


图5 两种实验钢在不同热输入量条件下的显微组织(a)~(c) A钢; (d)~(f) B钢

Fig.5 Microstructure of two test steels in different heat inputs(a) ~(c) A steel; (d) ~ (f) B steel (a) and (d): 16 kJ/cm; (b) and (e): 28 kJ/cm; (c) and (f): 51 kJ/cm

图6给出了A、B实验钢在热输入量为16 kJ/cm时的SEM照片, 清楚地显示出微观组织中的M/A岛形貌。可以明显看出, B实验钢的板条贝氏体特征更加明显, A实验钢中还交叉着一些粒状贝氏体组织, M/A岛是粒状贝氏体不可避免的伴生相, 所以A钢中M/A岛数量和尺寸明显大于B实验钢。由于B实验钢中基本上全部为板条贝氏体比例, M/A岛呈很薄的长条状分布在铁素体板条间, 如图7的TEM照片所示。

图8给出了B实验钢在两种不同热输入量条件的SEM照片。可以看出, 热输入量较小时显微组织类型为粒状贝氏体和板条贝氏体的混合组织, M/A岛尺寸较小, 平均颗粒尺寸0.86 um, 分布弥散, 尤其是板条间的M/A岛更加细小, M/A体积分数约11.3%; 热输入量增加到41 kJ/cm时显微组织较为粗大, 且组织类型基本上全部为粒状贝氏体组织, M/A岛尺寸较大呈块状分布, 平均颗粒尺寸1.67 um, 数量明显增多, 体积分数达到18.7%。

M/A岛属于脆性相, 脆性的M/A第二相破坏了基体的连续性, 而且在M/A岛周围的基体中产生点

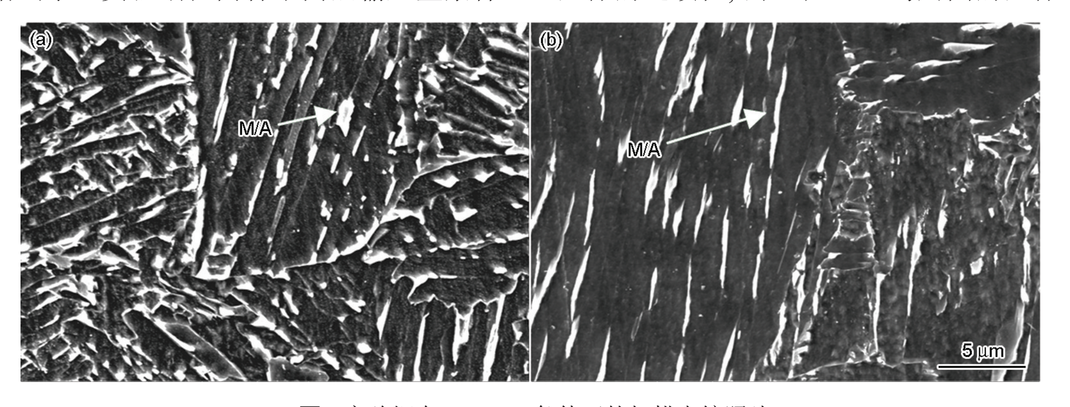


图6 实验钢在16 kJ/cm条件下的扫描电镜照片
Fig.6 SEM of test steel in 16 kJ/cm (a) A steel; (b) B steel

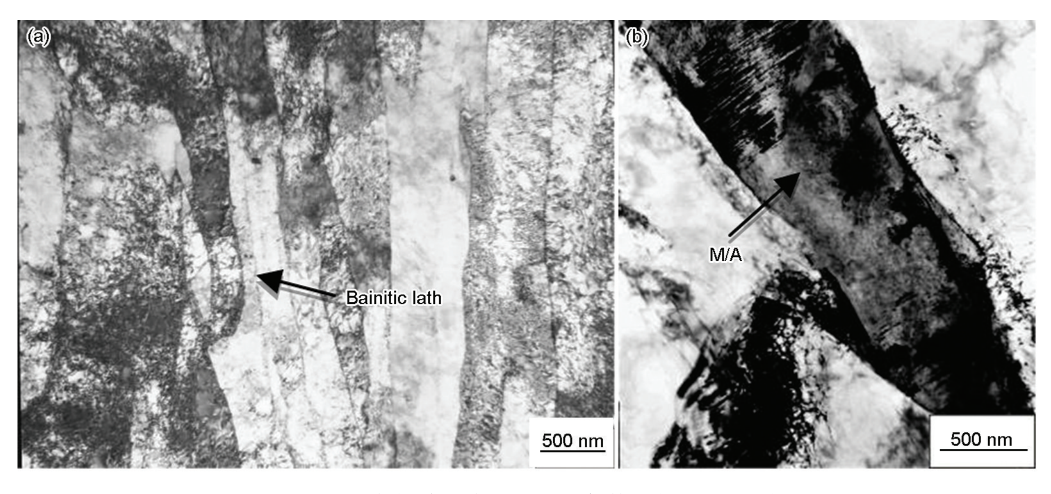


图7 B钢在热输入为16 kJ/cm条件下的TEM照片
Fig.7 TEM of B steel in 16 kJ/cm (a) Parallel ferrite lath; (b) M/A island

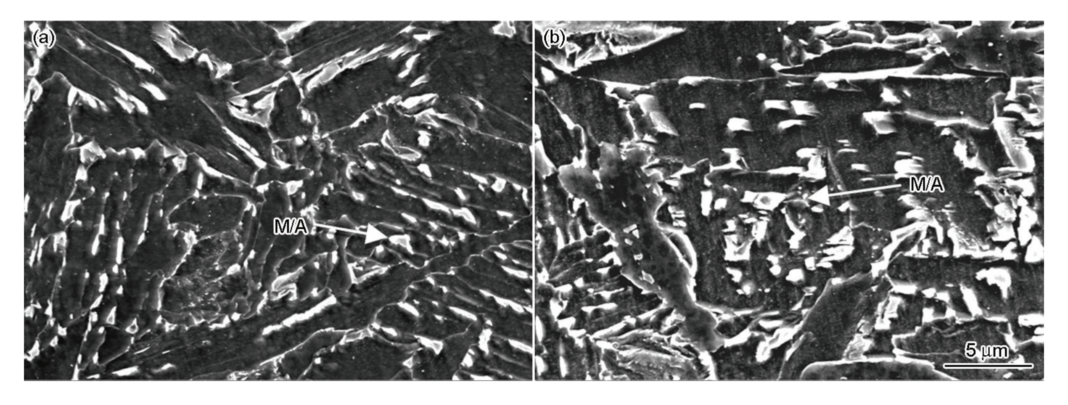


图8 B钢不同热输入条件下的SEM照片
Fig.8 SEM of B steel in different heat inputs (a) 32 kJ/cm; (b) 41 kJ/cm

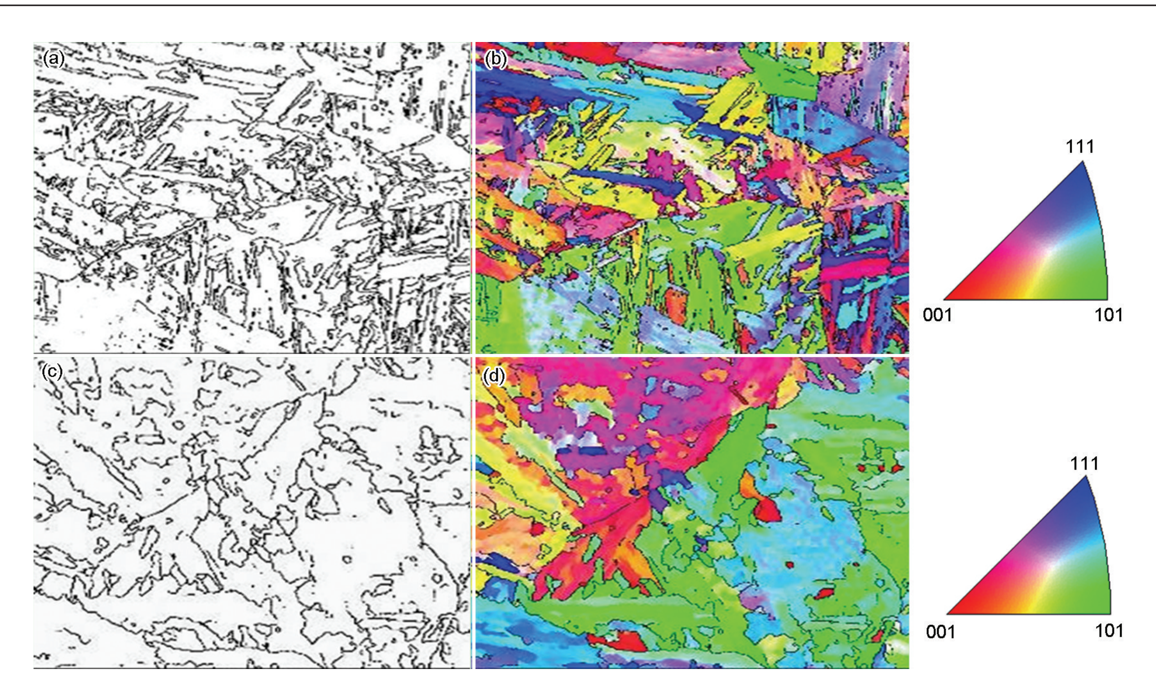


图9 B钢在不同热输入下焊接粗晶区的大晶界分布、取向成像图(黑线为大角度晶界>15°)及反极图例

Fig.9 Orientation maps of bcc phase in the samples welded under heat inputs of 20.8 kJ/cm and 51 kJ/cm and inverse pole figure (IPF) legend (a), (b): 20.8 kJ/cm; (c), (d): 51 kJ/cm; (a), (c) maps of grain boundary distribution; (b), (d) maps of orientation imaging

阵畸变。由于M/A比基体的强度和刚度都高, 点阵畸变主要集中在基体中, 也即在M/A周围形成一个高能区。这就使基体和M/A岛之间易形成微裂纹, 并且微裂纹易于沿两相界面扩展。如果裂纹的扩展平面正好是脆性M/A相的某一解理面时, 由于解理断裂所需要消耗的能量较小, 裂纹将沿着M/A相的解理面以脆性解理断裂的方式迅速扩展, 直接导致材料的韧性降低[13]。特别是在M/A数量多、尺寸大和形状不规则的情形下, 韧性的降低非常大。对照图6和图8的实验结果, 随着Nb含量的降低和热输入量的增加M/A岛数量增加, 尺寸增大, 冲击韧性值降低(图3b)。因此, 粗大的粒状贝氏体伴生的脆性相M/A岛的存在是实验钢冲击韧性降低的重要原因。

2.3 EBSD分析

采用电子背散射衍射(EBSD)对热输入为21 kJ/cm和51 kJ/cm的B实验钢进行面扫(扫描步长0.1 um), 通过bcc相和fcc相晶体学参数标定所得的Kikuch花样, 以确定其晶体学取向, 结果如图9所示, 其中的黑线表示取向差≥15°的晶界。由图9可见, 在低热输入量条件下显微组织基本以板条贝氏体为主, 晶粒内相邻的板条为小角晶界, 而板条束之间表现出大取向差, 有效晶粒尺寸为板条束的宽度; 在较高的热输入条件下实验钢的显微组织主要是粒状贝氏体为主的组织(图5f), 粒状贝氏体组织中的贝氏体基体大多数情况下成相近取向, 此时实验钢的有效晶粒尺寸基本上就是粗大的原奥氏体晶粒尺寸。同时, 在图9中还可以看到许多黑色线条包围的小岛状组织。根据晶体学参数标定结果认定其为M/A岛, M/A岛的边界也为大角度晶界。在较低的热输入量条件下, 在铁素体板条间存在着细化的、弥散分布的长条或者薄膜状M/A岛, 在高的热输入量条件下M/A岛尺寸较大。有效晶粒尺寸通常是指被大角度晶界所包围的区域, 利用截线法可统计出两种热输入量条件下的平均有效晶粒尺寸。结果表明, 热输入量为20.8 kJ/cm时其平均有效晶粒尺寸为7.87 um, 热输入量为51 kJ/cm时平均有效晶粒尺寸可达18.65 um。因此, 低热输入量实验钢中的平均有效晶粒尺寸明显低于高热输入量实验钢的有效晶粒尺寸。有效晶粒尺寸细化说明单位面积范围内大角度晶界密度较高, 裂纹扩展过程中遇到的阻力增加, 更能有效抑制裂纹扩展, 可明显改善材料的韧性。因此, 粗大的粒状贝氏体中有效晶粒尺寸较大是导致实验钢冲击韧性降低的另一重要原因。

3 结　论

1. 随着热输入量增加, 抗大变形管线钢的显微组织逐渐从板条贝氏体到粒状贝氏体过渡, M/A尺寸增大, 比例增加; 在相同热输入下高Nb钢中奥氏体晶粒细化明显, 板条贝氏体比例较高, M/A分布更

加弥散细化。

2. 随着焊接热输入量的增加实验钢的冲击韧性急剧下降, 0.08%Nb实验钢韧性急剧降低的热输入临界值在35 kJ/cm附近, 0.03%Nb实验钢韧性降低的热输入临界值在25 kJ/cm附近, 但是在整个实验参数范围内高Nb实验钢的冲击韧性值始终高于低Nb实验钢的冲击韧性值。

3. Nb含量的不同是焊接粗晶区奥氏体晶粒尺寸不同的主要原因, 高的溶质Nb含量和细小的Nb微合金析出物能有效阻止晶界迁移, 有效阻止奥氏体晶粒的长大。

4. 随着热输入量的增加和Nb含量的降低奥氏体稳定性降低, 显微组织中粒状贝氏体比例增加, M/A岛数量和尺寸增大, 且成块状分布。粗大的脆性相M/A岛的存在是恶化焊接粗晶区冲击韧性的主要原因之一。

5. 在较高热输入量条件下形成的粗大粒状贝氏体组织中大角度晶界密度明显较低, 平均有效晶粒尺寸较大, 这是冲击韧性较差的另一主要原因。

参 考 文 献

1 N. Suzuki, M. Toyoda, Seismic loading on buried pipelines and deformability of high strength linepipes, Proceedings of International Conference on the Application and Evaluation of High- Grade Linepipes in Hostile Environments, Yokohama, Japan: Scientific Surveys Ltd, (601)2002

2 S. Endo, M. Kurihala, A. Suzuki, High strength linepipe having superior buckling resistance, Materials Japan, **39**(2), (166)2009

3 LI Helin, FENG Yaorong, HUO Chunyong, Issues concerning the West-East pipeline and pipe, Oil Country Tubular Goods, **10**(1), 1 (2002)
(李鹤林, 冯耀荣, 霍春勇, 关于西气东输管线和钢管的若干问题, 石油专用管, **10**(1), 1(2002))

4 LI Helin., Strain-based design of oil and gas pipeline and development of High-deformablity Pipeline Steel, Welded Pipe and Tube, **30**(5), 5(2007)
(李鹤林, 油气管道基于应变的设计及抗大变形管线钢的开发和应用, 焊管, **30**(5), 5(2007))

5 C. L. Davis, J. K. King, Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse- grained heat- affected zone, Metallurgical TransactionsA, **25**(3), 563(1994)

6 B. C. Kim, S. Lee, N. J. Kim, Microstructure and local brittle zone phenomena in high strength low- alloyed Welds, Metallurgical Transactions A, **22**(1), 139(1991)

7 K. Ohya, J. Kim, K. Yokoyama, Microstructures relevant to brittle fracture initiation at the heat- affected zone of weldment of a low carbon steel, Metallurgical and Materials Transactions A, **27**(9), 2574(1996)

9 J. W. Cahn, The impurity-drag effect in grain boundary motion, ActaMetallurgica, **10**(9), 789(1962)

10 C. R. Hutchinson, H. S. Zurob, C. W. Sinclair, The comparative effectiveness of Nb solute and NbC precipitates at impeding grainboundary motion in Nb steels, ScriptaMaterialia, **59**(6), 635(2008)

11 MIAO Chengliang, LIU Zhenwei, GUO Hui, Effect of Nb content and heat input on coarse-grained welding heat affected zone of X80 pipeline steels, Transactions of Materials and Heat Treatment, 33 (1), 99(2012)
(缪成亮, 刘振伟, 郭 晖, Nb含量和热输入量对X80管线钢焊接粗晶区的影响, 材料热处理学报, **33**(1), 99(2012))

12 JIA Shujun, DUAN Linna, LIU Qingyou., Research on alloy design for X100 hot-rolled strip, Transactions of Materials and Heat Treatment, **33**(12), 76(2012)
(贾书君, 段琳娜, 刘清友, X100热轧钢带的成分设计, 材料热处理学报, **33**(12), 76(2012))

13 YONG Qilong, MA Mingtu, WU Baorong, *Micro-alloy steel-physical and mechanical metallurgy*, (Beijing, China Machine Press, 1989) p.105
(雍岐龙, 马鸣图, 吴宝榕, *微合金钢-物理和力学冶金*, (北京, 机械工业出版社, 1989)p.105)

